

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L2: Entry 24 of 58

File: JPAB

Aug 5, 1997

PUB-NO: JP409202919A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 09202919 A

TITLE: PRODUCTION OF HIGH-TENSILE STRENGTH STEEL MATERIAL EXCELLENT IN TOUGHNESS AT LOW TEMPERATURE

PUBN-DATE: August 5, 1997

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

HASEGAWA, TOSHINAGA

MABUCHI, HIDESATO

TOMITA, YUKIO

INT-CL (IPC): C21 D 8/02; C22 C 38/00; C22 C 38/06; C22 C 38/58

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high tensile strength steel material excellent in toughness at low temp. by successively applying heating, roughing, cooling, and finish rolling under respectively specified conditions to a slab of a steel in which composition and oxide grain content are respectively specified.

SOLUTION: A slab of a steel, having a composition which consists of, excluding oxide grains, 0.01-0.20%, by weight, C, 0.03-1.0% Si, 0.30-2.0% Mn, 0.001-0.1% Al, 0.001-0.01% N, and the balance Fe with inevitable impurities and in which the contents of P and S as impurities are limited to $\leq 0.015\%$ and $\leq 0.010\%$, respectively, and further containing oxide grains of 0.1-1 μ m grain size by 0.02-0.5 pieces per μm^2 of area of base material, is heated to a temp. between the Ac3 transformation point and 1250°C. After roughing in the austenitic region at 10-70% cumulative draft, cooling is performed at a rate of (0.1 to 10)°C/sec until finish rolling is started. Then, from the state of 50-90% ferrite proportion, finish rolling of 30-90% cumulative draft is finished at 650-750°C. By this method, the high tensile strength steel material, having \leq about 3 μ m average α -grain size and also having ultra-fine grained α -structure, can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-202919

(43) 公開日 平成9年(1997)8月5日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/02		9270-4K	C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
38/06			38/06	
38/58			38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願平8-10460

(22) 出願日 平成8年(1996)1月24日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 長谷川 俊永

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

(72) 発明者 間瀬 秀里

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

(72) 発明者 富田 幸男

富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 大関 和夫

(54) 【発明の名称】 低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 本発明は高価な合金元素の添加や生産性の劣る複雑な熱間加工あるいは熱処理工程を必要とせず、平均 α 粒径が $3\mu\text{m}$ 以下でかつ混粒度が小さい整粒の超細粒 α 組織を有する低温靱性の優れた高張力鋼材の製造方法を提供する。

【解決方法】 所定の成分範囲に限定し、かつ0.1から $1\mu\text{m}$ 径の酸化物粒子を分散させた鋼片を r 域での圧延の後、0.1℃/秒～10℃/秒で冷却し、フェライトの割合が50～90%である状態から累積圧下率が30～90%である仕上圧延を650～750℃の温度で終了して全厚にわたって平均粒径が $3\mu\text{m}$ 以下で均一整細粒の超細粒組織を得ることによって低温靱性に優れた厚鋼板を製造する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 酸化物粒子を除いた成分として、重量%で(以下同じ)、

C: 0.01~0.20%、

Si: 0.03~1.0%、

Mn: 0.30~2.0%、

Al: 0.001~0.1%、

N: 0.001~0.01%を含有し、不純物としてのP、Sを、

$P \leq 0.015\%$ 、

$S \leq 0.010\%$ に制限し、さらに粒子径が0.1~1 μm の酸化物粒子を母材面積1 μm^2 当たり0.02~0.5個含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼片をAc₃変態点~1250℃に加熱し、オーステナイト域で累積圧下率が10~70%の粗圧延の後、仕上圧延開始まで0.1~10℃/秒で冷却し、フェライトの割合が50~90%である状態から累積圧下率が30~90%である仕上圧延を650~750℃の温度で終了することを特徴とする低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【請求項2】 さらに、重量%で、

Cr: 0.01~0.50%、

Ni: 0.01~3.0%、

Mo: 0.01~0.50%、

Cu: 0.01~1.5%、

Ti: 0.003~0.10%、

V: 0.005~0.20%、

Nb: 0.003~0.05%、

B: 0.0003~0.0020%、

Ta: 0.01~1.0%、

W: 0.01~1.0%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【請求項3】 さらに、重量%で、

Ca: 0.0005~0.005%、

REM: 0.0005~0.02%の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1または2記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【請求項4】 仕上圧延終了後、引き続いて5~50℃/秒で550~20℃まで加速冷却することを特徴とする請求項1~3の何れか1項に記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【請求項5】 加速冷却した後、400~650℃で焼戻すことを特徴とする請求項4記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、低温靱性が必要とされる構造部材に用いられる高張力鋼材の製造方法に関するものである。この方法で製造した鋼材は、例えば海

洋構造物、压力容器、造船、橋梁、建築物、ラインパイプなどの溶接鋼構造物一般に用いることができるが、特に低温靱性を必要とする海洋構造物、造船等の構造物用鋼材として有用である。また、鋼材の形態としては特に問わないが、構造部材として用いられ、低温靱性が要求される鋼板、特に厚板、鋼管素材、あるいは形鋼に特に有用である。

【0002】

【従来の技術】 高張力鋼材は構造物用鋼として用いられることが多いため、構造物の安全性確保の観点から低温靱性を要求される。高張力鋼材において、低温靱性を向上させる方法は種々提案されているが、Niのような高価な合金元素を用いずに他の特性劣化を生じることなく低温靱性を向上させる方法としては、フェライト(以下 α と称す)粒径の微細化が代表的である。

【0003】 α 粒径の微細化方法として、従来から種々の方法が提案されている。代表的な方法としては、例えば特公昭49-7291号公報、特公昭57-21007号公報、特公昭59-14535号公報等に示されているように、オーステナイト(以下 γ と称す)の未再結晶温度域において制御圧延を行い、引き続いて加速冷却を行うことによる γ から α への変態時に α を微細化する方法がある。

【0004】 これらのような γ から α への変態を利用する方法では、 γ が粗大な場合は、未再結晶域圧延の有効活用により γ/α 変換比(変態前 γ 粒径/変態後 α 粒径)を高めて α を微細化することが可能であるが、 γ 粒径が微細な場合は、 γ/α 変換比は1に近づくため、 α の微細化は飽和してしまう。従って、 γ から α への変態を介した α の微細化による方法では、その程度は γ の微細化の程度に規制されるため、 α 粒径の飛躍的な微細化は望めない。

【0005】 これを解決するために、制御圧延の温度域を γ/α 二相域にまで拡大した、いわゆる二相域圧延による強度・靱性改善技術も提案されている。例えば、特公昭58-5967号公報に示されるように、成分や圧下条件の工夫等により、二相域圧延により靱性向上を図る技術が提案されている。しかし、これら従来の二相域圧延技術では α 粒径は制御圧延で得られる α 粒径と同程度であり、実質的には、セパレーションと呼ばれる主として集合組織に起因して破壊時に鋼板表面に平行に生じる層状割れの発生による3軸応力の低減効果を用いて靱性向上が図られている。しかし、セパレーションはシャルピー試験の破面遷移温度の低下には有効ではあるが、吸収エネルギーの低下を招くため、その利用には限界がある。

【0006】 また、圧延等の熱間加工によらずに熱処理によって α 粒径の微細化を図る方法も示されている。例えば、〔鉄と鋼、第77年、第1号、1991、171~178頁〕に示されているように、V、Nを通常より

も多量に添加することにより γ の微細化を図るとともに、変態時の γ/α 変換比を増大させて、焼ならし処理で微細な α 組織とする方法が開発されている。しかし、この方法で微細な α 組織を得るためには、Vを0.1%以上、Nbも0.01%以上添加する必要がある、到達できる α 粒径も5 μm 程度である。

【0007】さらに、〔材料とプロセス、第3年、第6号、1990、1796頁〕においては、 γ/α 変態の繰り返しを含む複雑な加工熱処理により、粒径が3 μm 以下の超細粒鋼を得る方法が示されている。この方法は、制御圧延後、加速冷却を行い、500℃程度で加速冷却を停止した後、室温まで冷却することなく900℃に再加熱し、所定の温度で熱間圧延を行うことにより超細粒鋼を得るというものである。しかしながら、 α 粒径は冷却停止温度の影響を強く受け、冷却停止温度が500℃のごく近傍以外では粒径が3 μm 以下の超細粒 α は得られておらず、工業的に安定して製造することは困難であると考えられる。

【0008】従って、上記従来方法では、何れも生産性の劣化や熱処理工程の増加、さらには合金元素の増加等、コスト高が避けられない。また、安定して得られる α 粒径は、一部の実験的手法を除けば10 μm 程度、厳密に制御された複雑な工程によっても5 μm 程度が限界であり、5 μm 未満の α の微細化は工業的に実現されていない。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、高価な合金元素の添加や、生産性の劣る複雑な熱間加工あるいは熱処理工程を必要とせずに、平均 α 粒径が3 μm 以下で、かつ混粒度が小さい整粒の超細粒 α 組織を有する低温靱性の優れた高張力鋼材を製造する方法を提供するものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】従来の代表的細粒化方法である γ/α 変態では限界があることから、熱間加工による α の回復・再結晶を利用する方法に注目し、 α の熱間加工挙動を詳細に調査することにより α の超細粒化のための手段を見出し、本発明に至ったものである。

【0011】すなわち、本発明の要旨とするところは下記のとおりである。

(1) 酸化物粒子を除いた成分として、重量%で(以下同じ)、C:0.01~0.20%、Si:0.03~1.0%、Mn:0.30~2.0%、Al:0.001~0.1%、N:0.001~0.01%を含有し、不純物としてのP、Sを、 $P \leq 0.015\%$ 、 $S \leq 0.010\%$ に制限し、さらに粒子径が0.1~1 μm の酸化物粒子を母材面積1 μm^2 当たり0.02~0.5個含有し、残留Feおよび不可避不純物からなる鋼片をAc₃変態点~1250℃に加熱し、オーステナイト域で累積圧下率が10~70%の粗圧延の後、仕上圧延開始

まで0.1~10℃/秒で冷却し、フェライトの割合が50~90%である状態から累積圧下率が30~90%である仕上圧延を650~750℃の温度で終了することを特徴とする低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【0012】(2)さらに、重量%で、Cr:0.01~0.50%、Ni:0.01~3.0%、Mo:0.01~0.50%、Cu:0.01~1.5%、Ti:0.003~0.10%、V:0.005~0.20%、Nb:0.003~0.05%、B:0.0003~0.0020%、Ta:0.01~1.0%、W:0.01~1.0%の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【0013】(3)さらに、重量%で、Ca:0.0005~0.005%、REM:0.0005~0.02%の1種または2種を含有することを特徴とする前記(1)または(2)記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【0014】(4)仕上圧延終了後、引き続いて5~50℃/秒で550~20℃まで加速冷却することを特徴とする前記(1)~(3)の何れか1項に記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

(5)加速冷却した後、400~650℃で焼戻すことを特徴とする前記(4)記載の低温靱性に優れた高張力鋼材の製造方法。

【0015】ここで、酸化物粒子とは、加工温度域で α 相よりも硬く、熱的に安定な酸化物粒子を指す。酸化物粒子の種類は問わないが、均一かつ多量の微細分散が容易な酸化物が好ましい。実験により検討した結果、分散状態の観点から好ましい酸化物としては、酸化Ta、酸化Nb、酸化Ti、酸化Mg、および前記酸化物形成元素を1種または2種以上含む複合酸化物、さらにTiとAlの複合酸化物、Ti、Al、Mgからなる複合酸化物、Tiを主体としてAl、Ca、La、Ce、Yを1種または2種以上含む複合酸化物がある。さらに、以上に掲げた酸化物に微量のSi、Mn、Feを含む酸化物も同様の効果を有する。

【0016】

【発明の実施の形態】以下に、本発明について詳細に説明する。本発明は、従来達成レベルを凌駕する α の細粒化の手段として、加工 α の回復・再結晶による方法を用いている点に特徴を有する。すなわち、従来の二相域圧延技術では、二相域圧延により α に導入された歪は集合組織の発達および強化に働いているが、 α の細粒化に対しては積極的には用いられていなかったのに対して、本発明では、 γ/α 二相域圧延で導入される加工歪により加工 α の回復・再結晶を極限的に図り、これにより α の超細粒化を達成するものである。生産性を阻害せず、かつ均一な整細粒とするという観点から、加工後の α の回

復・再結晶は従来の再加熱熱処理のような方法ではなく、圧延後の冷却中、好ましくは圧延中あるいは圧延直後に生じさせる方が有利となる。

【0017】本発明者らは、圧延による α の超細粒化条件を検討し、変態前の r 粒径を $50\mu\text{m}$ 以下とした上で、二相域圧延時の α の割合を 50% 以上確保することにより、平均粒径が $3\mu\text{m}$ 以下の超細粒組織が達成できることを知見した(特願平6-198829号)。ただし、 r 粒径の微細化のために r 域での累積圧下率を大きくし、未再結晶域圧延を施す必要が生じ、板厚や生産性に若干の制約が生じることがあった。そこで、 α の超細粒化の別の新たな手段を検討した結果、 α を直接加工し、回復・再結晶により超細粒化させる場合、 α 単相で加工するよりも r 相がわずかに存在する方が均一に細粒化されることを知見した。これは、硬質の r 相が分散することによって加工時に α への転位の導入がより均一となるためである。ただし、変態において r 相を十分に分散させることは困難であり、また r 相は α 相に比べて硬質であるにしても、圧延温度域では変形し得るため、 α への転位の均一導入に対する効果は飽和する。従って、 r の分散を極力利用するとしても、それには限界がある。そこで、本発明者らは、 r 相の分散に加えて別の硬質相を r 相以上に微細分散できれば α への転位の導入がより均一化できて超細粒化が容易になるのではないかと考え、種々検討した結果、微細な酸化物粒子を適切に分散することにより、二相域加工による α の超細粒化がより一層容易に達成できることを見出した。

【0018】酸化物粒子としては、加工温度域で α 相よりも硬ければ種類は問わない。ただし、均一かつ多量の微細分散が容易な酸化物が好ましい。実験により検討した結果、分散状態の観点から好ましい酸化物としては、酸化Ta、酸化Nb、酸化Ti、酸化Mg、および前記酸化物形成元素を1種または2種以上含む複合酸化物、さらにTiとAlの複合酸化物、Ti、Al、Mgからなる複合酸化物、Tiを主体としてAl、Ca、La、Ce、Yを1種または2種以上含む複合酸化物がある。さらに、以上に掲げた酸化物に微量のSi、Mn、Feを含む酸化物も同様の効果を有する。

【0019】酸化物粒子の粒子径は $0.1\mu\text{m}$ 以上が必要である。粒子径が $0.1\mu\text{m}$ 未満であると α 相の変形を均一化するための障害物としての働きが小さく、むしろ回復・再結晶を遅延させてしまう場合もある。粒子径は大きいほど α の変形均一化には有効であるが、 $1\mu\text{m}$ 超では効果が飽和してしまう。従って、酸化物粒子はその径が $0.1\sim 1\mu\text{m}$ の範囲のものが α の変形均一化を通した α の超細粒化に有効である。

【0020】粒子径が $0.1\sim 1\mu\text{m}$ の範囲の酸化物粒子が α の超細粒化に実質的に有効となるためには、その個数も一定以上必要である。詳細な実験に基づいた知見から、必要な粒子個数は最低限 $1\mu\text{m}^2$ 当たり 0.02

個である。粒子個数の上限としては、同様に実験から $1\mu\text{m}^2$ 当たり 0.5 個が適当である。これは、 α の変形均一化の観点からは粒子個数をむやみに増やしても効果は飽和し、かつ特に延性および靱性などの材質特性を劣化させることから導かれた結論である。延性、靱性を阻害せずに α の超細粒化を最大限もたらす観点から、本発明では粒子径が $0.1\sim 1\mu\text{m}$ の範囲の酸化物粒子の個数の上限を $1\mu\text{m}^2$ 当たり 0.5 個とする。

【0021】本発明の粒子径範囲を逸脱する粒子については少ない方が好ましいが、 α の細粒化や材質に対する悪影響を実質的に示さない範囲として、粒子径 $0.1\mu\text{m}$ 未満の粒子については $1\mu\text{m}^2$ 当たり 0.5 個未満、粒子径 $1\mu\text{m}$ 超の粒子については $1\mu\text{m}^2$ 当たり 0.0005 個未満含んでいてもかまわない。なお、本発明における酸化物粒子径および個数は、当該鋼材の抽出レプリカを電子顕微鏡観察し、写真から直接測定する。このとき、 $1000\sim 50000$ 倍で適当な倍率を選び、3視野以上で粒子 100 個以上を測定する。粒子の形状が円でないときは粒子の面積から求めた円相当径を粒径とする。

【0022】酸化物粒子の種類としては、 α への加工を加える温度域において α 相と r 相との強度差以上に α との強度差があれば効果が生じる。十分安定して効果を生じさせる観点から、加工温度域において α に比べて3倍以上硬ければ好ましい。本発明においては、該酸化物粒子の鋼中への分散の方法は任意であるが、具体的方法としては、酸化物形成元素を溶鋼中へ添加することにより溶鋼中の酸素と結合させ、1次脱酸生成物あるいは2次脱酸生成物として分散させる方法、あるいは分散させる酸化物粒子の融点が溶鋼よりも十分高い場合であれば、酸化物粒子微粉末の溶鋼中への直接添加が、板厚および素材サイズを大きくする必要のある構造用高張力鋼材に対しては工業的に好ましい方法である。

【0023】以上が、本発明において最も重要である酸化物粒子の必要条件である。本発明においては、本発明に規定する酸化物粒子が分散していることを前提として、製造条件、化学成分を以下の理由により定める。まず、本発明においては、鋼片の加熱温度を A_{c3} 変態点以上、 1250°C 以下の範囲とした。これは加熱温度が A_{c3} 変態点未満では溶体化が十分行われず、また 1250°C を超える高い加熱温度は加熱 r 粒径が極端に粗大になって、その後の圧延によって二相域圧延開始前の α 粒を微細化することが困難になるおそれがあるためである。

【0024】二相域圧延を施す時点で加工前の α 粒径を微細化する必要から二相域圧延に先立って r 域での粗圧延を行うが、本発明においては、酸化物粒子の存在によりその圧下条件は従来に比べて大幅に緩和でき、粗圧延における累積圧下率は $10\sim 70\%$ の範囲にあればよい。ただし、酸化物粒子が必要量分散していても、 r 域

での累積圧下率が10%未満では最終組織の微細化を十分に図ることができない。また、 γ 域での累積圧下率が多いほど二相域圧延に入る前の α 粒径の微細化には有利であるが、70%超ではその効果が飽和するのと、 γ 域での累積圧下率を過大にとると、仕上圧延としての二相域圧延の圧下率が十分にたれず、超細粒化に不利であり、また製造できる板厚範囲が制約されるため、上限を70%に制限する。

【0025】 γ 域圧延の後、二相域での仕上圧延に至るまでの間に、微細な α を必要量生成させるために冷却速度を規定する必要がある。すなわち、この間の冷却速度が0.1℃/秒未満であると、 α の生成は容易となるが、生成する α が粗大となり、二相域圧延後の最終組織の微細化が困難となる。一方、この間の冷却速度が10℃/秒を超えると、 α の生成が抑制され、必要な α 量を確保しようとする、仕上圧延の温度が不可避的に低下するため、加工後の回復・再結晶が不十分となり、超細粒化およびマトリクスの転位密度の低減が十分達成されず、材質の向上が望めない。従って、仕上圧延としての二相域圧延開始までの冷却速度は0.1~10℃/秒の範囲とする必要がある。

【0026】また、二相域での仕上圧延に入る段階での α 分率も重要で、二相域圧延中での誘起変態も考慮すると、圧延開始前の α 分率として50%以上確保できれば、最終組織において α が均一に超細粒化し得る。 α 分率の上限は90%に規定するが、これはわずかに残存している硬質の γ 相が α の加工を均一化して整細粒化する上で有効であり、その効果を発揮するためには γ は10%以上ある方が好ましいためである。また、付随的には α が90%以上になるまで冷却すると、実質的には α が回復・再結晶できる下限温度以下となってしまう。従って、二相域圧延に入る時点での α 分率は50~90%とする。

【0027】二相域圧延の累積圧下率については、二相域圧延の累積圧下率の増加に伴って α は細粒化するが、回復・再結晶が圧延後の短時間で起こり、その後の超細粒化が十分達成されるためには、二相域圧延の累積圧下率を一定以上にする必要がある。本発明においては、酸化粒子を分散させることによって α への転位の導入の均一化を図っているため、従来技術によるよりも必要な二相域圧延の圧下率は小さくてよい。実験によれば、必要な二相域圧延の累積圧下率は30%以上である。二相域圧延の場合、圧延温度は必然的に低く、圧延中の短時間での再結晶は生じないため累積圧下率のみを規定すればよく、各圧延パスの量や組み合わせの仕方、パス間時間等は問わない。一方、二相域圧延の累積圧下率は大きいほど細粒化に有効ではあるが、90%を超える圧下をしても効果が飽和するのと、圧延時間が長くなり、仕上温度確保が実質的に困難となるため、経済性を考慮して、上限は90%とする。

【0028】ただし、二相域圧延の終了温度が低過ぎると、如何に二相域圧延前の α 粒径を微細化しても、圧延後の α の回復・再結晶が十分進行せず、超細粒化や α マトリクス中の転位の低減が不十分となるため、二相域圧延の累積圧下率が30%以上という条件下で回復・再結晶が進行する下限温度として、実験結果に基づいて、二相域圧延終了温度は650℃以上とする。また、二相域圧延の終了温度の上限は750℃とする。二相域圧延では加工発熱により圧延開始よりも終了温度が上昇する場合がある。この場合、温度が上昇し過ぎると得られた超細粒 α が成長して粗大かつ混粒となるため、これを防ぐのに十分な終了温度として、実験結果に基づいて、終了温度の上限は750℃とする。

【0029】また、以下に述べるように、二相域圧延後の冷却条件としては、所望の特性に応じて加速冷却することも可能であるが、その際に、二相域圧延終了後から加速冷却開始までの時間が極端に短いと、回復・再結晶が十分進行しないことが懸念される。実際の製造結果によれば、実際の鋼板製造における圧延終了から加速冷却のための冷却設備までの搬送時間内に十分に回復・再結晶は進行する。この回復・再結晶のための時間は20秒以上確保することが好ましい。

【0030】二相域圧延終了後の鋼板の熱履歴としては、圧延終了時に生成した組織が保存される範囲内では、所望の機械的性質を得るために、さまざまな熱履歴を受けることが可能である。すなわち、圧延後、そのまま放冷しても、あるいは圧延後、加速冷却しても、あるいは加速冷却後、焼戻し処理を施してもよい。ただし、加速冷却する場合は、加速冷却の効果を発揮させるために、冷却速度は5℃/秒以上が必要である。しかし、冷却速度が50℃/秒を超えても、組織制御、機械的性質の改善効果は飽和するため、加速冷却における冷却速度の範囲は5~50℃/秒とする。また、同様の理由から、加速冷却は550℃以下まで行う必要があるが、機械的性質に影響を及ぼす冶金因子が変化するのには実質的には室温付近であるので、冷却停止温度の下限は20℃とする。

【0031】また、加速冷却後、強度の調整、靱性の改善等のために焼戻しを施す場合は、圧延によって得られた超細粒組織を保存する必要性から、焼戻温度は650℃以下に限定する必要がある。ただし、本発明の成分、組織範囲においては、焼戻しによる機械的性質の改善は400℃以上から期待されるため、焼戻温度の範囲は400~650℃とする。

【0032】以上が、製造条件に関する本発明の限定理由であるが、所望の強度および低温靱性を確保するためには、製造方法だけでなく、化学成分も適正範囲内とする必要がある。以下に、本発明における化学成分の限定理由を述べる。Cは鋼の強度を向上させる有効な成分として添加するもので、0.01%未満では構造用鋼に必

要な強度の確保が困難であり、また0.20%を超える過剰の添加は靱性や耐溶接割れ性などを著しく低下させるので、0.01~0.20%の範囲とした。

【0033】Siは脱酸元素として、また母材の強度確保に有効な元素である。0.03%未満の添加では脱酸が不十分となり、また強度確保に不利である。逆に1.0%を超える過剰の添加は、粗大な酸化物を形成して延性や靱性の劣化を招く。従って、Siの範囲は0.03~1.0%とした。Mnは母材の強度、靱性の確保に必要な元素であり、最低限0.30%添加する必要があるが、溶接部の靱性、割れ性など材質上許容できる範囲で上限を2.0%とした。

【0034】Alは脱酸元素としての役割以外に、AlNを形成して γ 粒径の細粒化等に有効な元素であり、その効果を発揮するためには、酸化物以外の含有量として0.001%以上とする必要があるが、0.1%を超えて過剰に添加すると、粗大な析出物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.001~0.1%の範囲に限定する必要がある。

【0035】NはAlやTiと結びついて γ 粒微細化に有効に働くが、その効果が明確になるためには0.001%以上含有させる必要がある一方、過剰に添加すると固溶Nが増加して靱性に悪影響を及ぼす。許容できる範囲として、Nの上限を0.01%とする。以上が本発明対象鋼の基本成分であるが、所望の強度レベルに応じて、母材強度の上昇、靱性確保の目的で、必要に応じて、Cr、Ni、Mo、Cu、Ti、V、Nb、B、Ta、W、Ca、REMの1種または2種以上を含有することができる。

【0036】CrおよびMoは、何れも母材の強度向上に有効な元素であるが、明瞭な効果を生じさせるためには、それぞれ0.01%以上の添加が必要であり、一方、それぞれ0.50%を超えて添加すると靱性が劣化する傾向を示すため、これらの添加量範囲をそれぞれ0.01~0.50%とする。Niは母材の強度と靱性を同時に向上でき、非常に有効な元素であるが、効果を発揮させるためには0.01%以上含有させる必要がある。含有量が多くなると強度、靱性は向上するが、3.0%を超えて添加しても効果が飽和するためと、Ar₃変態点が極端に低下して、本発明の条件である二相域圧延前の α 量50%以上と、二相域圧延終了温度650℃以上を同時に満足することができなくなるため、経済性も考慮して、上限を3.0%とする。

【0037】Cuも0.01%以上の添加により、ほぼNiと同様の効果を有するが、1.5%超の添加では熱間加工性に問題を生じるため、0.01~1.5%の範囲に限定する。Tiは析出強化により母材強度向上に寄与するとともに、TiNの形成により γ 粒微細化にも有効な元素であるが、効果を発揮させるためには0.003%以上の添加が必要である。一方、0.10%を超え

ると、Alと同様に、粗大な酸化物を形成して靱性や延性を劣化させるため、上限を0.10%とする。

【0038】VおよびNbは、何れも主として析出強化により母材の強度向上に寄与するが、過剰に添加すると靱性が劣化する。従って、靱性の劣化を招かずに、効果を発揮させる範囲として、Vは0.005~0.20%、Nbは0.003~0.05%とする。Bは0.003%以上のごく微量添加で鋼材の焼入れ性を高めて強度上昇に非常に有効であるが、過剰に添加するとBNを形成して逆に焼入れ性を落としたり、靱性を大きく劣化させるため、上限を0.0020%とする。

【0039】Taは主として析出強化により母材の強度向上に有効である。その効果を発揮するためには0.01%以上含有させる必要がある。ただし、1.0%を超えると靱性を著しく劣化させるため、0.01~1.0%の範囲に限定する。Wは強度、靱性に対してMoと類似の効果を有し、その効果を確実に発揮するためには0.01%以上の含有が必要である。一方、1.0%を超えて含有すると靱性を損なうため、Wの上限を1.0%とする。

【0040】CaおよびREMは、何れも機械的性質の異方性改善や耐ラメラティア特性改善に有効な元素である。Caの場合は、0.0005%未満では効果が明確でなく、0.005%超では介在物が粗大となって靱性、延性に悪影響を及ぼすおそれがあるため、0.0005~0.005%の範囲とする。REMの場合は、0.0005%未満では効果が明確でなく、0.02%超ではCaと同様に介在物が粗大となって靱性、延性に悪影響を及ぼすおそれがあるため、0.0005~0.02%の範囲とする。

【0041】不純物元素としてのP、Sは、靱性や延性を著しく低下させるため、極力低減することが好ましいが、P、Sの低減は原料の精選、製鋼上の工夫、管理の厳格化等、製造工程への負荷、製造コストの上昇につながるため、靱性、延性の低下が許容できる量として、上限値を、Pは0.015%、Sは0.010%に限定する。

【0042】次に、本発明の効果を実施例によってさらに具体的に述べる。

【0043】

【実施例】実施例に用いた供試鋼の化学成分および酸化物粒子の状態を表1、表2（表1のつづき-1）、表3（表1のつづき-2）、表4（表1のつづき-3）に示す。各供試鋼は造塊後、分塊圧延により、あるいは連続鍛造により鋼片としたものである。表1~表4のうち、鋼番1~15は本発明の化学組成範囲および酸化物粒子の分散状態を満足しており、鋼番16~21は本発明の化学組成範囲、酸化物粒子の分散状態の両者あるいは何れかを満足していない。

【0044】表1~表4の化学成分の鋼片を表5、表6

(表5のつづき-1)、表7(表5のつづき-2)、表8(表5のつづき-3)に示す条件により鋼板に製造し、強度、シャルピー衝撃特性、DWT T特性を調査した。試験片は全て板厚中心部から圧延方向に直角(C方向)に採取した。シャルピー衝撃特性は50%破面遷移*

*温度(vTrs)で、またDWT T特性は85%延性破面遷移温度(85%FATT)でそれぞれ評価した。強度、靱性の試験結果も表5~表8に示す。

【0045】

【表1】

区分	鋼種	化学成分(重量%)													
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	Nb
本発明例	1	0.13	0.28	1.36	0.010	0.003	0.006	0.0032							
	2	0.11	0.30	1.45	0.009	0.003	0.016	0.0037							
	3	0.11	0.25	1.55	0.007	0.003	0.010	0.0026					0.014		
	4	0.09	0.27	1.41	0.008	0.001	0.005	0.0035					0.008		0.009
	5	0.09	0.19	1.44	0.010	0.004	0.002	0.0031					0.011		0.007
	6	0.12	0.27	1.42	0.011	0.003	0.011	0.0036					0.015	0.080	
	7	0.12	0.29	1.24	0.010	0.001	0.018	0.0022						0.040	0.009
	8	0.09	0.34	1.51	0.007	0.002	0.014	0.0039		0.26	0.21	0.25	0.011	0.033	
	9	0.06	0.22	1.48	0.009	0.002	0.012	0.0028					0.008		
	10	0.11	0.35	0.89	0.007	0.004	0.007	0.0033	0.48		0.41	0.25	0.003	0.039	
	11	0.11	0.28	0.90	0.007	0.001	0.015	0.0030	0.35	1.49	0.47	0.20		0.042	

【0046】

※ ※【表2】

(表1のつづき-1)

区分	鋼種	化学成分(重量%)													
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	Nb
本発明例	12	0.07	0.36	0.57	0.009	0.002	0.020	0.0033	0.28	1.05	0.15	0.27	0.008	0.042	0.009
	13	0.09	0.22	1.47	0.010	0.009	0.008	0.0029					0.010		0.008
	14	0.10	0.29	1.43	0.011	0.008	0.003	0.0044					0.012		0.009
	15	0.11	0.29	1.43	0.008	0.010	0.030	0.0028					0.007		
	16	0.25	0.54	0.73	0.014	0.006	0.035	0.0045							
	17	0.06	0.19	2.75	0.007	0.008	0.033	0.0051					0.016		
	18	0.13	0.30	1.46	0.012	0.003	0.026	0.0045	0.76	3.45	0.65	0.27		0.035	
	19	0.11	0.28	1.39	0.012	0.002	0.057	0.0004					0.015		0.013
	20	0.12	0.27	1.41	0.012	0.003	0.058	0.0018					0.015		0.013
	21	0.10	0.27	1.41	0.012	0.004	0.002	0.0020					0.014		0.012

【0047】

★ ★【表3】

(表1のつぎ-2)

区分	番号	化学成分(重量%)					硬質粒子 添加手段	硬質粒子 種類 *1	0.1~1 μ m径粒子個 数(個/ μ m ³) *2
		B	Ta	W	Ca	REM			
本 発 明 例	1						Al脱酸	Al酸化物	0.06
	2						Al脱酸	Al酸化物	0.07
	3						Ti脱酸	Ti酸化物	0.44
	4				0.0005		Ti, Ca 脱酸	Ti, Ca 酸化物	0.09
	5		0.011				Ti脱酸+Ta酸化物添加	Ti, Ta 酸化物	0.21
	6						Ti, Al脱酸	Ti, Al酸化物	0.24
	7						Al脱酸	Al酸化物	0.07
	8			0.15			Ti, Al脱酸	Ti, Al酸化物	0.25
	9	0.0008					Ti, Al脱酸	Ti, Al酸化物	0.18
	10	0.0010					Ti脱酸	Ti酸化物	0.23
	11	0.0010	0.016				Al脱酸+Ta酸化物添加	Ta, Al酸化物	0.16

*1: 硬質粒子(酸化物)の種類は抽出レプリカのEDX分析に基づき、全酸化物のうちの主要酸化物における酸素以外の主要元素の酸化物として表記

*2: 酸化物個数は酸化物の種類を問わずに測定した個数

【0048】

* * 【表4】

(表1のつぎ-3)

区分	番号	化学成分(重量%)					硬質粒子 添加手段	硬質粒子 種類 *1	0.1~1 μ m径粒子個 数(個/ μ m ³) *2
		B	Ta	W	Ca	REM			
本 発 明 例 比 較 例	12	0.0006					Ti脱酸	Ti酸化物	0.39
	13				0.0010		Ti脱酸	Ti酸化物	0.42
	14					0.0019	REM 脱酸	REM 酸化物	0.09
	15		0.025	0.26	0.0005	0.0020	Ca, REM 脱酸	Ca, REM酸化物	0.12
	16						Al脱酸	Al酸化物	0.03
	17						Ti, Al脱酸	Ti, Al酸化物	0.05
	18	0.0008					Al脱酸	Al酸化物	0.03
	19						Al脱酸	Al酸化物	0.01
	20						Al脱酸	Al酸化物	0.01
	21		0.025		0.001	0.003	Ti酸化物+Ta酸化物添加	Ti, Ta酸化物	0.96

*1: 硬質粒子(酸化物)の種類は抽出レプリカのEDX分析に基づき、全酸化物のうちの主要酸化物における酸素以外の主要元素の酸化物として表記

*2: 酸化物個数は酸化物の種類を問わずに測定した個数

【0049】

※ ※ 【表5】

15

16

区分	試験 No.	鋼 番	鋼片厚 (mm)	鋼片加 熱温度 (℃)	粗 圧 延 条 件		粗圧延-仕 上圧延間冷 速(℃/s)	仕 上 圧 延 条 件			
					圧延終了 温度(℃)	圧下率 (%)		圧延開始 温度(℃)	仕上圧延開始時 フェライト分率(%)	圧延終了 温度(℃)	圧下率 (%)
本 発 明 例	A 1	1	150	1050	870	20	0.5	730	55	675	75.0
	A 2	2	150	1150	850	20	0.5	710	60	680	75.0
	A 3	3	150	1050	850	30	0.5	730	60	710	71.4
	A 4	4	150	1050	840	50	0.6	720	60	700	73.3
	A 5	5	150	1050	830	50	0.6	690	70	685	73.3
	A 6	13	200	1050	860	70	0.8	710	60	690	50.0
	A 7	14	200	1050	850	70	0.8	710	60	685	50.0
	A 8	15	200	1150	900	70	0.8	700	70	685	50.0
	A 9	1	150	1000	840	30	0.6	700	65	690	71.4
	A 10	2	150	1000	840	30	0.6	720	55	700	71.4
	A 11	6	200	1200	920	50	0.6	700	70	690	50.0
	A 12	4	150	1150	910	30	0.6	680	75	690	71.4
	A 13	7	200	1100	900	50	0.6	720	70	700	70.0
	A 14	1	150	1100	880	50	0.8	700	60	710	73.3
	A 15	2	150	1100	890	50	2.5	700	70	695	73.3

【0050】

* * 【表6】

(表5のつづき-1)

区分	試験 No.	鋼 番	鋼片厚 (mm)	鋼片加 熱温度 (℃)	粗 圧 延 条 件		粗圧延-仕 上圧延間冷 速(℃/s)	仕 上 圧 延 条 件			
					圧延終了 温度(℃)	圧下率 (%)		圧延開始 温度(℃)	仕上圧延開始時 フェライト分率(%)	圧延終了 温度(℃)	圧下率 (%)
本 発 明 例	A 16	8	150	1100	860	30	1.0	680	60	720	71.4
	A 17	9	150	1050	840	30	1.0	700	75	700	81.0
	A 18	10	150	1050	830	20	1.0	680	75	690	37.5
	A 19	11	150	1050	850	30	1.0	660	60	685	52.4
	A 20	12	200	1150	900	50	1.0	700	70	680	50.0
比 較 例	B 1	16	150	1250	1000	20	0.5	710	70	700	75.0
	B 2	17	150	1200	980	20	0.5	720	55	700	75.0
	B 3	18	150	1150	840	30	0.5	680	0	700	71.4
	B 4	19	150	1150	850	75	1.0	710	65	705	20.0
	B 5	20	200	1050	850	50	0.6	720	60	720	70.0
	B 6	21	200	1050	850	50	0.6	660	80	650	50.0
	B 7	5	150	1050	850	20	2.0	810	0	780	75.0
	B 8	5	150	1050	870	50	12.0	660	0	650	60.0
	B 9	5	150	1050	810	50	2.0	750	40	760	60.0

【0051】

* * 【表7】

(表5のつぎ-2)

区分	試験 No.	仕 上 板 厚 (mm)	加速 冷却 有無	圧延終了後	加速冷	焼 戻 温 度 (℃)	最終フェライト 状態		機械的性質 (C方向板厚中心部)				
				冷却速度 (℃/s)	却停止 温度℃		フェリ 形 態	平均 フェリ 粒径 (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	v_{Trs} (℃)	DWTT 80% FATT (℃)	
本 発 明 例	A 1	30	無	0.6	—	—	整粒	1.9	420	448	-125	-95	
	A 2	30	無	0.6	—	—	整粒	1.9	433	467	-130	-90	
	A 3	30	無	0.6	—	—	整粒	1.8	457	479	-125	-105	
	A 4	20	無	1.0	—	—	整粒	1.7	467	510	-130	-115	
	A 5	20	無	1.0	—	—	整粒	1.7	479	515	-130	-120	
	A 6	30	無	0.6	—	—	整粒	1.9	460	504	-125	-110	
	A 7	30	無	0.6	—	—	整粒	1.9	468	512	-130	-110	
	A 8	30	無	0.6	—	—	整粒	2.0	479	519	-135	-115	
	A 9	30	有	20.0	500	—	整粒	1.8	444	520	-120	-105	
	A 10	30	有	20.0	500	—	整粒	1.8	447	518	-125	-110	
	A 11	50	有	20.0	450	—	整粒	2.0	478	552	-125	-115	
	A 12	30	有	20.0	520	—	整粒	1.8	487	530	-120	-110	
	A 13	30	有	20.0	500	—	整粒	1.7	469	517	-125	-105	
	A 14	20	有	30.0	50	570	整粒	2.1	456	513	-125	-105	
	A 15	20	有	30.0	50	570	整粒	2.2	468	508	-120	-100	

【0052】

* * 【表8】

(表5のつぎ-3)

区分	試験 No.	仕上 板厚 (mm)	加速 冷却 有無	圧延終了後 冷却速度 (℃/s)	加速冷 却停止 温度℃	焼戻 温度 (℃)	最終フェライト 状態 フェイト 形態	平均 フェイト 粒径 (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	v_{Trs} (℃)	DWTT 80% FATT (℃)
本 発 明 例	A 16	30	有	20.0	40	580	整粒	1.7	579	622	-130	-100
	A 17	20	有	30.0	50	530	整粒	1.7	365	474	-130	-110
	A 18	75	有	5.0	40	580	整粒	1.4	653	716	-130	-115
	A 19	50	有	10.0	40	580	整粒	1.7	700	746	-150	-105
	A 20	50	有	10.0	50	570	整粒	1.9	572	632	-120	-120
比 較 例	B 1	30	無	0.6	—	—	整粒	2.1	446	562	-55	-20
	B 2	30	無	0.6	—	—	整粒	2.2	453	605	-30	-5
	B 3	30	無	0.6	—	—	整粒	7.6	635	726	-40	-20
	B 4	30	無	0.6	—	—	潰粒	2.7	442	468	-90	-70
	B 5	30	無	0.6	—	—	潰粒	2.8	430	465	-85	-60
	B 6	50	有	10.0	50	570	伸長粒	4.5	450	509	-55	-65
	B 7	30	有	15.0	30	600	潰粒	6.8	475	510	-60	-35
	B 8	30	有	15.0	30	600	潰粒	7.9	470	511	-70	-25
	B 9	30	有	15.0	30	600	潰粒	4.0	463	509	-50	-25

【0053】表5～表8において、試験No. A1～A20は何れも本発明の化学組成の鋼片を本発明の条件に従って製造した鋼板であり、最終的に得られた α 組織は全て整粒でかつ平均粒径は $2.2\mu\text{m}$ 以下となっており、安定して平均粒径 $3\mu\text{m}$ 以下の超細粒組織が得られている。また、靱性値は v_{Trs} で -120°C 以下、DWTT試験の80%FATTで -90°C 以下が達成されている。

【0054】一方、試験No. B1～B9は比較例であり、何れかの条件が本発明の限定範囲を外れているため、本発明例に比べてシャルピー靱性特性、DWTT特性ともにはるかに劣る。すなわち、試験No. B1はCが過剰なため、シャルピー特性、DWTT特性がともに劣る。試験No. B2はMn量が過剰なため、良好なシ※50

※シャルピー特性、DWTT特性が得られていない。試験No. B3はCr、Mo、Niが過剰なために変態点が低くなりすぎており、仕上圧延開始温度は 710°C と低いにもかかわらず仕上圧延開始時には未だ α 変態が生じておらず、従って達成される α 粒径も粗大であり、靱性向上が図られていない。

【0055】試験No. B4～B6は本発明の要件である酸化粒子の状態が本発明の範囲を満足していないため、本発明により製造された鋼に比べて α の超細粒化が十分でなく、シャルピー特性、DWTT特性が劣る。すなわち、試験No. B4、B5は、その径が $0.1\sim 1\mu\text{m}$ の酸化粒子の個数が過少であるため、平均 α 粒径は $3\mu\text{m}$ 以下ではるものの混粒度が大きく、得られるシャルピー特性、DWTT特性のレベルが本発明により製

19

造された鋼に比べて若干劣る。一方、試験No. B6は酸化物粒子の個数が過大であるため、 α の回復・再結晶が抑制され、シャルピー特性、DWT T特性の向上が図られていない。

【0056】試験No. B7~B9は、本発明の化学組成、酸化物粒子の分散状態を満足しているものの、製造条件が本発明に従っていないために、良好なシャルピー特性、DWT T特性が得られていないものである。すなわち、試験No. B7は仕上圧延の開始温度が高すぎるために仕上圧延開始時に α が存在せず、その結果最終組織の超細粒化が図られておらず、従ってシャルピー特性、DWT T特性も劣る。試験No. B8は、粗圧延後から仕上圧延に入るまでの冷却速度が過大であるために仕上圧延開始時に α が存在せず、超細粒化が達成されていない。また、試験No. B9は仕上圧延の終了温度が

20

高すぎるため、一旦細粒化した α の粒成長が生じて混粒度が大となり、平均粒径も $3\mu\text{m}$ 超で、シャルピー特性、DWT T特性が劣る。

【0057】以上の実施例からも、本発明により安定して超細粒組織が達成され、これにより非常に良好な低温靱性が得られることが明白である。

【0058】

【発明の効果】本発明は、高価な合金元素の添加や、生産性の劣る複雑な熱間加工あるいは熱処理工程を必要とせずに、平均 α 粒径が $3\mu\text{m}$ 以下で、かつ混粒度が小さい整粒の超細粒 α 組織を得ることにより、低温靱性の良好な厚鋼板を製造できる画期的な発明であり、製造コストの低減、構造物としての安全性の向上等、産業上の効果は極めて大きい。

10